

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **03-153821**

(43)Date of publication of application : **01.07.1991**

---

(51)Int.CI.

C21D 8/00

---

(21)Application number : **01-293193**

(71)Applicant : **NIPPON STEEL CORP**

(22)Date of filing : **10.11.1989**

(72)Inventor : **YOSHIKAWA HIROSHI  
KAWASHIMA YOKIKA  
HAJI TOSHIAKI  
ISHIKAWA TADASHI  
MASUNAGA HIDEKATSU**

---

## **(54) PRODUCTION OF STRUCTURAL STEEL SHEET EXCELLENT IN HIGH HEAT INPUT-WELDED JOINT TOUGHNESS**

### **(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To economically and stably produce a structural steel sheet excellent in high heat input welded joint toughness by solidifying a structural steel having specified contents of N and Ti in a casting mold while reducing the solidified end and then applying rolling and heat treatment.

**CONSTITUTION:** A structural steel contg. 0.004-0.008wt.% N and with the Ti/N controlled to 2.0-3.2 is injected into a casting mold at a temp.  $\geq 5^{\circ}\text{C}$  higher than the solidifying point and solidified. The solidified end of the soliflying billet is reduced by a member substantially constituting the surface in accordance with the contraction due to solidification, and solidification is completed. The obtained billet is rolled at a draft of  $\geq 30\%$  and soaked at  $\geq 1250^{\circ}\text{C}$  for 2-5hr. The billet is secondarily rolled, as required, at  $\leq 800^{\circ}\text{C}$  and at a draft of  $\geq 60\%$ . As a result, a structural steel sheet excellent in toughness of the part influenced by the welding heat of the high heat inputwelded joint and with the toughness of the base material improved is smoothly, stably and economically obtained with high productivity.

⑩ 日本国特許庁 (JP)      ⑪ 特許出願公開  
**⑫ 公開特許公報 (A)      平3-153821**

⑬ Int. Cl. 5  
 C 21 D 8/00

識別記号      庁内整理番号  
 B      7139-4K

⑭ 公開 平成3年(1991)7月1日

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全10頁)

⑮ 発明の名称 大入熱溶接継手韧性の優れた構造用鋼板の製造方法

⑯ 特 願 平1-293193

⑰ 出 願 平1(1989)11月10日

⑱ 発明者 吉川 宏 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内

⑲ 発明者 川島 善樹 果 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内

⑳ 発明者 土師 利昭 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内

㉑ 発明者 石川 忠 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内

㉒ 出願人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉓ 代理人 弁理士 小堀 益

最終頁に続く

### 明細書

#### 1. 発明の名称

大入熱溶接継手韧性の優れた構造用鋼板の製造  
方法

#### 2. 特許請求の範囲

(1) 重量%でNを0.004 %超、0.008 %以下含有し、かつTi/Nが2.0 ~ 3.2 の構造用鋼を凝固点温度 + 5 ℃以上の過熱温度で鋳型に注入して凝固を開始し、該凝固中鋼片の凝固末端部を凝固収縮量に応じて実質的に面を構成する部材を用いて厚み方向に圧下しつつ該凝固を完了し、該凝固完了鋼片を圧下率30%以上の圧延後、1250 ℃以上で2時間以上5時間未満保有して後800 ℃以下で60%以上の圧下率で2次圧延を行う事を特徴とする大入熱溶接継手韧性の優れた構造用鋼板の製造方法。

(2) 重量%でNを0.004 %超、0.008 %以下含有し、かつTi/Nが2.0 ~ 3.2 の構造用鋼を凝固点温度 + 5 ℃以上の過熱温度で鋳型に注入して凝固を開始し、該凝固中鋼片の凝固末端部を凝固収縮量に応じて実質的に面を構成する部材を用いて厚み方向に圧下しつつ該凝固を完了し、該凝固完了鋼

片を圧下率30%以上の圧延後、1250 ℃以上で2時間以上5時間未満保有して後800 ℃以下で60%以上の圧下率で2次圧延を行う事を特徴とする大入熱溶接継手韧性の優れた構造用鋼板の製造方法。

#### 3. 発明の詳細な説明

##### <産業上の利用分野>

本発明は大入熱溶接法を適用した時、特に低温の使用環境での溶接熱影響部（以下 HAZと称す）の韧性（以下継手韧性と稱す）に優れ、併せて母材韧性も優れた構造用鋼板の製造方法に関するものである。

##### <従来の技術>

近年、海洋構造物、船舶、貯蔵タンク等の大型溶接構造物に使用される構造用鋼板の材質特性に対する要望は厳しさを増しており、特に溶接部における低温韧性は改善が続けられているが、需要量の増大と共に供給量の増大、供給価格の低減が望まれるようになり、該大型溶接構造物用鋼材製造時の生産性、経済性の改 も必要になってきて いる。

## 特開平3-153821(2)

一般に、鋼材をサブマージアーク溶接、エレクトロガス溶接、エレクトロスラグ溶接等の大入熱自動溶接を行うと、オーステナイト結晶粒径の粗大化により、継手韧性が著しく低下する。

このHAZ 韧性の低下防止対策の最も代表的な提案としては、特開昭58-110658 号公報等に開示されるように、N, B, Ti, S の含有量を一定範囲に規定することによって継手韧性を向上させる方法がある。この方法は、上記N, B, Ti, Sについて次記するような添加効果を期待して各添加量を規制している。

つまり、N は、①含有量を低下させることによって、溶接冷却時に転位密度を低下せしめて強度を低下し、フェライト地そのものの韧性を向上させることができ、②オーステナイト安定化元素として焼入れ性を増して島状マルテンサイトを増加して韧性を低下するが、低N化させると島状マルテンサイトの生成が抑制されて継手韧性が向上する。この2つの作用からNの上限を0.004 %に限定して低N化を図っている。

0.0005~0.0030%に添加範囲を規制している。

Ti は、窒化物によるオーステナイト粒の微細化及びフェライトの核生成サイトとして用いられるが、大量な添加は溶接時に溶融し、冷却時に炭化物を析出することにより継手韧性の低下を引き起こすことがあるので、添加量は0.003 %~0.02%の微量に抑えることが必要であるとしている。

これにより固溶Nによる継手韧性低下を抑制すると共に、HAZ の粗大オーステナイト粒内にフェライトを生成させて継手韧性を向上させている。

しかしながら、この技術により得られる継手韧性は-30°C 保証で、近年の要求である-50°C以下の低温域での継手韧性を保証するものではない。

また、特開昭61-117213 号公報において、Nを0.004 %以下に限定した鋼を用い、製造条件を規定することで-60°Cでの継手韧性を保証する提案がある。

この提案は、①鋼塊或いは鋼片の冷却凝固過程における950°C~700°Cの温度範囲を2°C/sec以下の冷却速度で緩冷却し、HAZ に粒内変態フェラ

又、B は、①高温度の溶接熱を受けるとBの化合物は鋼中に溶解し、それが冷却中に析出してセメントサイトの核となって残留オーステナイトからパーソライト変態を促進し、島状マルテンサイトの析出を阻止することによって継手韧性を向上し、②又一部がフリーB となって粒界に偏析し、粒界フェライトの生成温度を下げ、粒内変態を促進じて破壊の有効破面単位を短縮させ継手韧性を改善すると共に、③溶接後の冷却中にBN化して鋼中のフリー窒素を低減し、脆化を防止する。

この3つの作用からB は継手韧性を向上させるので0.0005%以上添加するが、過剰B による多量の析出物の生成は逆に継手韧性を劣化させるので上限を0.0020%としている。

S は、鋼中では MnS の形で存在し、溶接熱サイクルを受けてその一部が溶解するが、冷却中に微細な MnS となって再析出し、その回りにBNを固定して継手韧性を向上する。

しかし、多すぎると、溶接熱での溶解が困難となり、少なすぎると、効果が発揮されないため、

イト（以下 IFPと称す）を生成せしめる核として0.1 μm 以上の核を有するTi, Zr, Ta 各々の窒化物を芯として MnS を外殻とした複合体を形成せしめ、②上記の凝固鋼片を1150°C 以上の温度に加熱後、5時間以上保定期に於いて、大入熱溶接時にミクロ偏析帯から上記のIFP 生成用核の作用により活性化IFP を生成せしめるため、樹間に濃化してIFP の生成を妨げているC、Mn、P 及びその他の合金元素をできるだけ拡散し、その合金濃度を低下せしめる。以上の2つの要件で構成している。

この結果前記提案は、鋼板内にIFP を90個/mm<sup>2</sup>以上生成せしめ、得られる母材はYS(kgf/mm<sup>2</sup>) が30~50、TS(kgf/mm<sup>2</sup>) が44~64、E1(%) が37~42、vFr<sub>s</sub>(°C) が-80~-100で、入熱100kJ/cm時の継手韧性はvE-60 °C (kgf・mm) が16~20であり、入熱200kJ/cm時の継手韧性はvE-60 °C (kgf・mm) が17~21を示しており、継手韧性は要望に応える迄に改善されている。

又特開昭60-169516 号公報による提案は、継手

### 特開平3-153821 (3)

初性のみならず、母材の低温初性も優れた鋼板を製造するため、Nを0.0040%以下に限定した鋼を温度1250~1350で60分以上加熱し、放冷もしくは圧延してAr<sub>2</sub>変態点以下の温度に冷却し、その後温度900~1150℃に再加熱して800℃以下の圧下率30%以上の圧延の後、制御冷却焼き戻しを行う方法である。

この結果、母材の低温初性はvTrs-90~-110℃を示し、かつ維手初性は-48~-60℃を示す優れた鋼板を得ている。

#### <発明が解決しようとする課題>

しかしながら、前記特開昭58-110658号公報、特開昭61-117213号公報、特開昭60-169516号公報いずれの提案においても、Nを0.0040%以下に低減させることが要件となっており、このためには、種々の低N対策を必須とする。

即ち、①転炉における低N添加合金使用、②真空脱ガス装置を用いた各種処理時のAr吹き込み、③Arによるタンディッシュの外気遮断、④Arによる連続铸造誘型の外気遮断等である。

解消し、前記の大型溶接構造物に要求されている-50℃以下の大入熱溶接時に4.8kgf·mm以上的優れた維手初性を発揮する構造用鋼板を生産性良く、経済的に製造する方法を提供することを第1の発明の課題とし、さらに一部の構造物に求められる要望に応えるため、維手初性の向上に対応して現状の母材初性を-20℃程度向上して-80℃程度の母材初性を併せ発揮する構造用鋼板を、再加熱することなく、さらに生産性良く、経済的に製造する方法の提供を第2の発明の課題とするものである。

#### <課題を解決するための手段>

本発明は上記の課題を解決するために、

(1)重量%でNを0.004%超、0.008%以下含有し、かつTi/Nが2.0~3.2の構造用鋼を凝固点温度+5℃以上の過熱温度で誘型に注入して凝固を開始し、該凝固中鋼片の凝固末端部を凝固収縮量に応じて実質的に面を構成する部材を用いて厚み方向に圧下しつつ該凝固を完了し、該凝固完了鋼片を圧下率30%以上の圧延後、1250℃以上で2時間以上5時間未満保定して後800℃以下で60%以上の圧下率で2次圧延を行う事を特徴とする大入熱溶接維手初性の優れた構造用鋼板の製造方法を第1の手段とし、

Nガスによる断気に比してこれらの対策は、製鋼・鋳造コストを不可避的に上昇する。

また、前記特開昭61-117213号公報の提案の如く、鋼の凝固過程の950~700℃領域において2℃/secの緩冷却を必須とする事は、凝固鋼片を少なくとも700℃迄降温する必要を意味しており、時には常温までの降温も有り得るので、次に行う1150℃以上、5時間以上の加熱保定には長時間にわたって新たに膨大なエネルギーの投入が必要となる。

又、凝固鋼片に1150℃以上、5時間以上の加熱保定を必須とすることは、少なくとも凝固鋼片が5時間にわたって高温な製造工程に滞留することを意味し、換言すると单一凝固鋼片に5時間以上にわたる高温な製造工程を独占的に提供することを意味し、これは、さらに生産性を低下し、経済性を低下させることを意味する。

本発明は、以上説明した前記特開昭58-110658号公報、特開昭61-117213号公報、及び特開昭60-169516号公報の各提案がもたらす上記問題点を

時間以上5時間未満保定する事を特徴とする大入熱溶接維手初性の優れた構造用鋼板の製造方法を第1の手段とし、

(2)重量%でNを0.004%超、0.008%以下含有し、かつTi/Nが2.0~3.2の構造用鋼を凝固点温度+5℃以上の過熱温度で誘型に注入して凝固を開始し、該凝固中鋼片の凝固末端部を凝固収縮量に応じて実質的に面を構成する部材を用いて厚み方向に圧下しつつ該凝固を完了し、該凝固完了鋼片を圧下率30%以上の圧延後、1250℃以上で2時間以上5時間未満保定して後800℃以下で60%以上の圧下率で2次圧延を行う事を特徴とする大入熱溶接維手初性の優れた構造用鋼板の製造方法を第2の手段としている。

本発明が対象とする構造用鋼は、添加量を限定したN、Ti以外は、例えば前記特開昭58-110658号公報に記載され、次記するように、通常の構造用鋼が所要の材質を得るために、従来から当業分野での活用で確認されている作用・効果の關係を基に定めている添加元素の種類と量と同様に構成

## 特開平3-153821 (4)

している。

それ等の各元素とその添加理由を以下に示す。Cは鋼の強度を向上するために使用し、用途上の必要強度から0.02%を下限とし、維手の韧性劣化から0.16%を上限とする。

また、Siは溶鋼の予偏脱酸のために添加しているが、維手の韧性が低下するのを防止するために0.7%を上限とする。

Mnは鋼材の強度を向上する成分として添加するため0.5%以上の添加が必要であり、維手の韧性が低下するため、1.6%を上限とする。

Pは島状マルテンサイトの折出を促し、維手の韧性を劣化せしめる元素として0.015%以下に規制する。

Bは維手の韧性を向上せしめる有効な元素である。しかし、過剰の含有はBの折出物を多くして韧性を劣化させる。従って、Bの作用効果と韧性を考えて0.0005~0.002%に規制する。

AlはSiと同様の作用効果から0.1%以下に規制する。

本発明が対象とする構造用鋼は、重量%でNを0.004%超、0.008%以下含有し、かつTi/N=2.0~3.2を満たす上記構造用鋼を指し、上記各元素を上記した理由の下に上記した範囲で同様に使用して同等の作用と効果が得られるので、これ等を含む上記構造用鋼は本発明の対象鋼である。

## &lt;作用&gt;

本発明者等は本発明の課題を達成するために、HAZの破壊の詳細を解析した。

その結果、前記特開昭61-117213号公報が提案の第一の要件とするHAZに生成するIFPは、該記載にあるように該IFP占積率が増すことによって直接維手韧性を向上させているのではなく、IFP占積率が増すと共に、そこに塊状初折フェライトに取り囲まれた結晶粒からなる組織が生成し、併せてフェライト・サイド・プレート（以下FSPと称す）が小型化するか、なくなり、これ等が直接維手韧性を向上していることを見出した。

さらに、検討を進め、IFPの生成組織においても、板状の初折フェライトに沿って板状のフェラ

SはBの有効効果をもたらすために、一定の範囲に含有する必要がある。鋼中のSはMnSで存在し、溶接熱を受けてその一部を溶解するが、冷却中に微細なMnSとなって析出し、その周りにBNを固定する作用により維手韧性を向上する。

このSの効果は、Sの添加が多すぎると溶接熱での溶解が困難になり、また少なすぎると基本的な作用が不足して共に発揮されない。従って、Sは0.0005~0.003%に含有させ、しかもMnSを微細分散させることが好ましい。

また、鋼の強度と韧性を改善するために要求される性質に応じて、Cr, Mo, Ni, Cuを各々0.05~1.0%, V, Nbは0.01~0.05%, Ca及びREMは5~200ppm添加してもその効果は消失しない。

また、Ce<sub>eq.</sub>は0.40%以下とするのが一般的であり、その理由は0.40%を超えると溶接割れ感受性を強め韧性を著しく劣化せしめるからである。

通常前記Ce<sub>eq.</sub>は次式で算出される値である。  
 $C_{eq.} = C\% + Si\%/24 + Mn\%/6 + Ni\%/40 + Cr\%/5 + Mo\%/4 + V\%/14$

イト長さに比例した粗大なFSPが生成している部分があり、そこが脆性破壊の起点となって、維手韧性を低下しており、さらにIFPが存在しなくても塊状初折フェライトに取り巻かれた結晶粒からなる組織が生成することから、IFPの存在は維手韧性の向上の支障にはならないが、必ずしも必要ではないことを見出した。

本発明者等は上記知見から、塊状初折フェライトに取り巻かれた結晶粒からなる組織を生成し、併せて板状フェライトの生成を防止すると、維手韧性の向上に対する前記従来技術が有する不経済性を含む問題点を悉く解消すると共に、第1の発明及び第2の発明の課題が達成出来る可能性に着目し、表1に示す化学成分を有する一般的な構造用鋼を用いて種々実験検討を重ね、第1図~第6図に示す知見を得た。

① 重量%でNが0.004%超、0.008%以下、かつTi/Nが2.0~3.2で所要の均熱拡散熱処理を経た時に、第1図に示すように、塊状初折フェライトに取り巻かれた結晶粒からなる組織がHAZ

## 特開平3-153821 (5)

に形成されること。

② 錫化組織である島状マルテンサイトのサイズは、偏析量の増加によって大きくなり、該サイズが大きくなって  $6 \mu$  以上になると第2図に示すように、維手韧性の低下が著しくなること。等を見出した。

本発明者等は上記知見を製造方法として確立するため、①塊状初折フェライトに取り巻かれた結晶粒からなる組織を生成する手段、②島状マルテンサイトのサイズを小さくする手段の個々の探索実験と、①②の各手段の組み合わせ方法の実験を重ねた。

その結果、塊状初折フェライトを生成する核となるTiN等を析出せしめると共に、維手韧性を悪化するフリーN、フリーTiの存在を防ぐため、Nを0.004%超、0.008%以下とし、Ti/Nを2.0～3.2とした溶鋼を凝固点温度+5℃以上の過熱温度で鋳型に注入して冷却凝固を開始し、凝固組織に柱状晶を形成せしめると共に、該凝固完了時に未凝固末端部を実質的に面を構成する部材、例

これ等により前記特開昭58-110658号公報、特開昭61-117213号公報、及び特開昭60-169516号公報の記載のように、従来技術では維手韧性を劣化させるとしていたN領域である0.004%超領域で第3図、第4図に示す如く良好な維手韧性を有する鋼板の製造方法を実現し、第1の発明の課題達成が可能であることを見出した。

この第1の発明の課題達成手段で得た鋼片を種々の条件で制御圧延し、本発明の第2の課題を達成するため、母材韧性の向上を試みた。その結果を第5図に示す。

図に明かな様に、800℃以下の圧下率が50%のものは変態後のフェライト粒径が  $15 \mu$  程度であるのに対し、圧下率が60%のものは  $10 \mu$  程度に細粒化され、YP及びTSの値は実質的には変わらないが、母材韧性はVrsで約-30℃程度好転することを見出し、第2の発明の課題達成も可能であることを見出した。

本発明者等は上記した各知見を基に第1及び第2の発明の課題を達成するに到ったのである。

えば特公昭44-2441号公報に記載されている無端ベルト、大型プレス、ロール列等の圧下手段、特開昭59-163064号公報、特開昭59-202145号公報及び特開昭61-49761号公報に記載され、例えば正面断面図を示す第6図に明らかな通り、所定長さの外(1)内(2)の2組のウォーキングバーをそれぞれ上下対に設け、該片(4)を挟持、搬送する装置等の面部材を用い、前記凝固に基づく凝固収縮量に応じ、前記凝固鋼片の未凝固部(3)を厚み方向に圧下を加え、前記凝固を完了した後に少なくとも30%の圧下率で1次圧延を行い、その後低くとも1250tで2時間以上、5時間未満保定期とすると、柱状晶を形成する樹枝状晶の樹間に形成されるミクロ偏析が軽減されると共に、凝固中心部に形成される中心マクロ偏析の量が効果的に低減し、溶接時のHAZに塊状初折フェライトに取り巻かれた結晶粒からなる組織の生成を更に容易となし、また、フリーNが存在しないので島状マルテンサイトの量の増大もサイズの拡大もなくなり、更にフリーTiが存在しないことによりTiCの析出もなくなり、

### <実施例>

本発明の実施例における供試鋼の化学成分を比較例のそれと共に表1に示す。

鉄造条件、熱間圧延条件、均熱拡散条件、及び得られた材質を表2及び表3に示す。

また、溶鋼処理時及び鉄造時の雰囲気遮断はNガスを使用した。

(1) 鋼成分 (表1に示す)

(2) 鉄造条件

①注入温度	凝固点温度+3～20℃
	・3～20℃=溶鋼過熱度
	・本発明例の溶鋼過熱度≈5℃
	・比較例の溶鋼過熱度≈3℃

②凝固鋼片寸法

厚み 250～300mm × 幅 1800mm

③冷却速度

1.0～2.0℃/min

④凝固末端部の面圧下装置

第6図に正面断面を示す装置

・型式 ウォーキングバー方式

## 特開平3-153821 (6)

・構成 内バー(2)	3本
外バー(1)	4本
シフト量	100mm
・圧下部面部材長	2500mm
・圧下部入側誘片厚み	284mm
・圧下部出側誘片厚み	281.5mm
・圧下勾配	1mm/1000mm

- (3) 第1の発明の1次圧延条件（表2に示す）
- (4) 第1の発明の保定条件（表2に示す）
- (5) 第1の発明の維手韧性（表2に示す）
- (6) 第2の発明の1次圧延条件（表3に示す）
- (7) 第2の発明の保定条件（表3に示す）
- (8) 第2の発明の2次圧延条件（表3に示す）
- (9) 第2の発明の維手韧性（表3に示す）
- (10) 第2の発明の母材韧性（表3に示す）

表2に示す試験番号A1～A14は本発明の第1の発明例で、本例で得た板厚30mmの鋼板に、大入熱溶接を施し、シャルビー試験を行った。

HAZの最脆化部におけるシャルビー値の最小値は何れの鋼板も格段に高く、両面多層溶接（入熱

75kJ/cm）を行ったものは、vE-40℃では15.6kgf/mm以上であり、片面一層溶接（入熱230kJ/cm）では、vE-40℃が9.9kgf/mm以上と高く、第1の発明の課題を達成した。

一方、試験番号B1～B19は本発明の第1の発明の比較例で、ここで得た板厚30mmの鋼板に上記本発明例と同様に大入熱溶接を施し、シャルビー試験を行った。

母材韧性は比較例と本発明例に差がなく、vTrsで-51～-62℃の範囲にあったが、HAZの最脆化部におけるシャルビー値の最高値は何れの鋼板も低く、両面多層溶接（入熱75kJ/cm）を実施したものはvE-40℃で1.8～3.8kgf/mmであり、片面一層溶接（入熱230kJ/cm）を行ったものは、vE-40℃が1.7kgf/mm以下で、第1の発明の課題を達成出来なかった。

表3に示す試験番号A15～A28は本発明の第2の発明の実施例で、本例は、鋼番1～14の鋼片に800℃以下の温度域で圧下率60%以上の2次圧延を施し、得た板厚30mmの鋼板に大入熱溶接を行い

シャルビー試験を行った。

HAZの最脆化部の最小シャルビー値は、両面多層溶接（入熱75kJ/cm）を行ったものは、vE-40℃で16.2kgf/mm以上を示し、片面一層溶接（入熱230kJ/cm）を実施したものは、vE-40℃で9.6kgf/mm以上が得られ、これ等の母材の韧性はvTrsで-87～-107℃が得られ、維手及び母材共に第2の発明の課題を達成した。

一方、試験番号B20～B38は、本発明の第2の発明の比較例で、①試験番号B20～B33は鋼番1～14の鋼片に800℃以下の温度域で圧下率60%未満の2次圧延を施したものであり、②試験番号B34～B38は鋼番15～19の鋼片に800℃以下で圧下率60%以上の2次圧延を施したものである。

①②共に本発明例と同様に、得た板厚30mmの鋼板に両面多層溶接（入熱75kJ/cm）及び片面一層溶接（入熱230kJ/cm）を実施してシャルビー試験を行った。

①の HAZ最脆化部のシャルビー値の最高値は何れの鋼板も高く、vE-40℃では16.4kgf/mm以上の

値を示し、vE-40℃では9.1kgf/mm以上の値が得られ、本発明例と遜色なかったが、母材韧性はvTrsで-51～-62℃と低く、第2の発明の課題を達成するに到らなかった。

②の母材韧性はvTrsで-87～-95℃と高い値を示し本発明例と遜色はなかったが、HAZの最脆化部のシャルビー値の最高値は何れの鋼板も低く、vE-40℃で2.5kgf/mm以下の値を示し、vE-40℃は1.8kgf/mm以下の値しか得られず、これも第2発明の課題を達成するに到らなかった。

### <発明の効果>

本発明は、重量%でNを0.004%超、0.008%以下含有し、かつTi/Nが2.0～3.2に限定した溶鋼を過熱度を規制して鋳造し、柱状晶組織を有する鋼片にすると共に、該鋼片の凝固進行中に塊状初析フェライト生成条件を形成せしめ、該凝固中に未凝固末端部を凝固收縮量に応じて実質的に面を構成する部材で圧下して偏析帯の偏析量を低減、又は実質的に皆無とし、更に圧下率30%以上の1次圧延で残留偏析帯を薄くした後1250℃以上

## 特開平3-153821(7)

で2時間以上、5時間未満の保定期間を行い、その後使用するか、保定期間に800℃以下で60%以上の圧下率で2次圧延を施し、フェライト粒径をさらに微細にして母材の韧性を向上安定せしめ、併せて HAZに塊状初折フェライトを取り巻かれた結晶粒からなる組織を生成せしめると共に、島状マルテンサイトの生成を抑制し、併せてそのサイズを5μm以下に小くし、これ等の総合効果により継手韧性を安定し、従来不可能とされていた0.004%（重量）超のN領域で大入熱溶接時に-50℃以下の優れた継手韧性を保证する構造用鋼板を経济的に製造することを可能としたものである。

これ等により本発明には、従来方法が製造コストを上昇せしめている鋼の低N化、及び5時間以上1150℃以上の長時間均熱拡散熱処理等が必要となり、大入熱溶接構造物用の構造用鋼板を良好な生産性と経済性の下に円滑、安定して製造する方法を確立して本発明の課題を達成したので、この生産性と経済性によりこの種分野に多大の効果をもたらす。

## 4. 図面の簡単な説明

第1図はN及びTi/Nと塊状初折フェライトの生成の関係を示す。

第2図は島状マルテンサイトのサイズと継手韧性の関係を示す。

第3図へ第4図1次圧延の圧下率と継手韧性の関係を示す。

第4図は保定期間と継手韧性の関係を示す。

第5図は2次圧延開始温度と母材韧性と機械的性質の関係を示す。

第6図は本発明の実施例で使用する面部材の一例の正面断面図を示す。

特許出願人 新日本製鐵株式会社

代理人 小堀 益

表 1

区 分	番	化 学 成 分 (重量%)																			Ti/N	Ceq.			
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ti	B	Zr	Ta	Ca	REM	Mg	N				
本 発 明	1	0.08	0.25	1.40	0.008	0.002	—	—	—	—	—	—	0.040	0.013	0.0010	—	—	—	—	—	0.0041	3.2	0.324		
	2	0.09	0.24	1.45	0.007	0.003	—	—	—	—	—	—	0.045	0.012	0.0009	—	—	—	—	—	0.0055	2.2	0.342		
	3	0.06	0.20	1.50	0.005	0.002	—	—	—	—	—	—	0.041	0.009	0.0009	—	—	—	—	—	0.0042	2.1	0.318		
	4	0.06	0.22	1.20	0.009	0.002	0.30	0.70	—	—	—	—	0.043	0.015	0.0008	—	—	—	—	—	0.0070	2.1	0.287		
対 象	5	0.11	0.25	1.40	0.010	0.002	—	—	0.20	—	0.040	—	0.035	0.013	—	—	—	—	—	—	0.0043	3.0	0.397		
	6	0.12	0.24	1.35	0.008	0.003	—	—	—	—	—	0.015	0.040	0.013	0.0008	—	—	—	—	—	—	0.0047	2.8	0.356	
	7	0.09	0.25	1.40	0.005	0.002	0.30	0.30	—	—	—	0.007	0.050	0.010	0.0008	—	—	—	—	—	—	0.0045	2.2	0.341	
	8	0.08	0.20	1.43	0.005	0.002	—	—	0.20	0.20	0.035	—	0.030	0.011	0.0010	—	—	—	—	—	—	0.0052	2.1	0.419	
比 較	9	0.08	0.25	1.45	0.006	0.002	—	—	—	—	—	—	0.060	0.018	—	—	—	—	—	—	—	0.0080	2.3	0.332	
	10	0.09	0.15	1.40	0.010	0.003	—	—	—	—	—	—	0.035	0.017	0.0010	0.010	—	—	—	—	—	—	0.0075	2.3	0.330
	11	0.08	0.25	1.41	0.010	0.002	—	—	—	—	—	—	0.030	0.016	0.0009	—	0.011	—	—	—	—	—	0.0065	2.5	0.325
	12	0.08	0.24	1.40	0.006	0.002	—	—	—	—	—	—	0.030	0.015	0.0009	—	—	0.003	—	—	—	—	0.0060	2.5	0.323
鋼 材	13	0.09	0.20	1.50	0.011	0.003	—	—	—	—	—	—	0.035	0.010	0.0009	—	—	—	0.003	—	—	—	0.0050	2.0	0.348
	14	0.08	0.23	1.47	0.012	0.004	—	—	—	—	—	—	0.040	0.010	0.0010	—	—	—	—	—	0.002	0.0045	2.2	0.335	
	15	0.08	0.25	1.40	0.007	0.002	—	—	—	—	—	—	0.042	0.015	0.0010	—	—	—	—	—	—	0.0041	3.7	0.324	
	16	0.09	0.23	1.45	0.010	0.002	—	—	—	—	—	—	0.040	0.005	0.0010	—	—	—	—	—	—	0.0042	1.2	0.341	
鋼 材	17	0.06	0.20	1.35	0.009	0.002	—	—	—	—	—	—	0.035	0.015	0.0010	—	—	—	—	—	—	0.0087	1.7	0.293	
	18	0.07	0.25	1.40	0.010	0.003	—	—	—	—	—	—	0.030	0.021	0.0009	—	—	—	—	—	—	0.0091	2.3	0.314	
	19	0.08	0.22	1.35	0.009	0.002	—	—	—	—	—	—	0.040	0.030	0.0009	—	—	—	—	—	—	0.0085	3.5	0.316	

## 特開平3-153821(8)

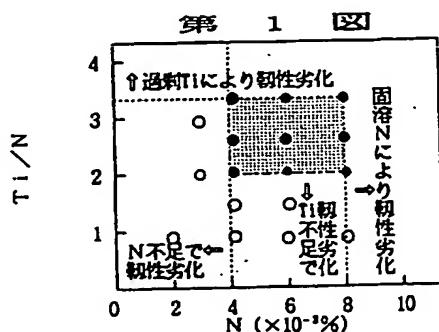
表 2

区 分	試験番号	鋼 番	誘造条件				1次圧延		保定条件		板厚 mm	母材物性		維手物性		
			溶鋼過熱度		厚み中心冷却速度		面圧下	全圧下率	保定温度	保定時間		vT/s	vE <sub>0.0</sub> °C	vE <sub>4.0</sub> °C		
			℃	℃/min	有	無						%	℃	hr	mm	kgf·mm
本 発 明 例	A-1	1	5	1.3	○			30	1250	2	30	-57	20.3	12.1		
	A-2	2	10	1.5	○			35	1250	2	30	-55	19.2	11.0		
	A-3	3	15	1.6	○			46	1250	2	30	-60	18.3	10.5		
	A-4	4	5	1.2	○			35	1250	2	30	-56	15.6	10.1		
	A-5	5	20	1.7	○			46	1300	2	30	-52	16.6	11.2		
	A-6	6	15	1.6	○			46	1300	2	30	-61	18.1	11.0		
	A-7	7	10	1.5	○			35	1250	2	30	-58	17.9	10.8		
	A-8	8	10	1.5	○			35	1300	2	30	-59	16.8	9.9		
	A-9	9	20	1.7	○			35	1250	2	30	-53	15.9	11.2		
	A-10	10	20	1.7	○			35	1300	2	30	-51	16.2	10.7		
	A-11	11	20	1.7	○			35	1300	2	30	-57	18.3	10.3		
	A-12	12	20	1.7	○			35	1250	2	30	-55	17.9	10.1		
	A-13	13	20	1.7	○			35	1250	2	30	-59	17.2	12.0		
	A-14	14	20	1.7	○			35	1300	2	30	-55	16.8	13.0		
比 較 例	B-1	1	3	1.0	○			30	1250	2	30	-58	3.6	1.1		
	B-2	2	10	1.5	○			35	1250	1	30	-54	2.4	1.2		
	B-3	3	15	1.6	○			46	1200	2	30	-52	2.0	1.4		
	B-4	4	5	1.2	○			0	1250	2	30	-59	2.2	1.1		
	B-5	5	20	1.7	○			46	1250	1	30	-57	2.3	0.9		
	B-6	6	15	1.6	○			46	1200	2	30	-56	3.2	1.2		
	B-7	7	10	1.5	○			35	1250	2	30	-53	2.8	1.1		
	B-8	8	3	1.0	○			35	1300	1	30	-53	2.9	1.2		
	B-9	9	20	1.7	○			35	1100	2	30	-54	3.1	1.3		
	B-10	10	3	1.0	○			35	1300	2	30	-57	2.7	1.4		
	B-11	11	20	1.7	○			35	1300	1	30	-59	2.6	0.8		
	B-12	12	20	1.7	○			35	1100	2	30	-62	3.3	1.2		
	B-13	13	20	1.7	○			35	1250	1	30	-57	3.8	1.4		
	B-14	14	20	1.7	○			35	1100	2	30	-53	3.5	0.9		
	B-15	15	20	1.7	○			35	1300	2	30	-52	2.3	1.1		
	B-16	16	20	1.7	○			35	1250	3	30	-60	2.1	1.2		
	B-17	17	20	1.7	○			35	1250	2	30	-57	1.8	1.7		
	B-18	18	20	1.7	○			35	1300	2	30	-52	1.9	1.3		
	B-19	19	20	1.7	○			35	1300	2	30	-61	2.0	0.9		

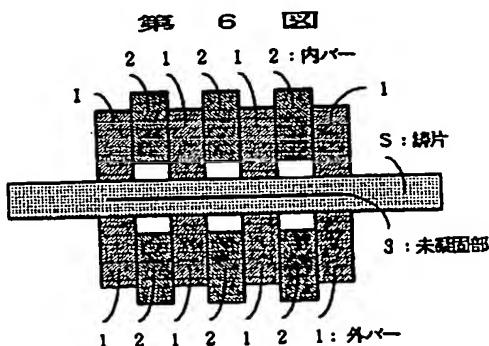
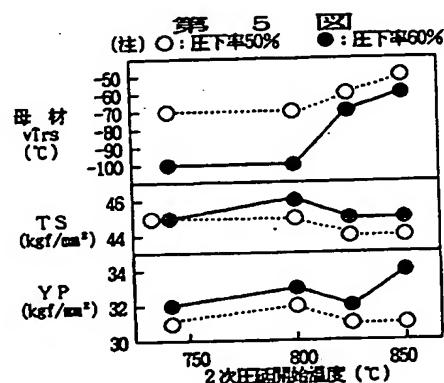
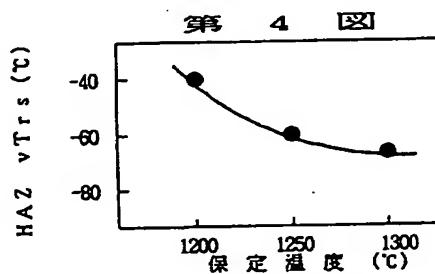
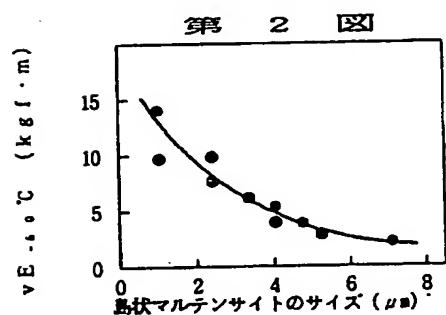
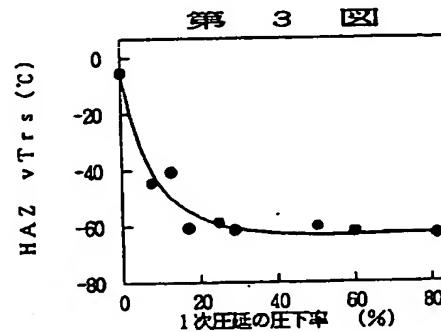
表 3

区 分	試験番号	鋼 番	誘造条件				1次圧延		保定条件		800 °C 圧下率	仕上 板厚 mm	母材物性		維手物性		
			溶鋼過熱度		厚み中心冷却速度		面圧下	全圧下率	保定温度	保定時間			vT/s	vE <sub>0.0</sub> °C			
			℃	℃/min	有	無							%	℃	mm	kgf·mm	kgf·mm
本 発 明 例	A-15	1	5	1.3	○			30	1250	2		60	30	-100	17.5	10.2	
	A-16	2	10	1.5	○			35	1250	2		60	30	-105	21.0	11.2	
	A-17	3	15	1.6	○			46	1250	2		60	30	-104	17.6	11.0	
	A-18	4	5	1.2	○			35	1250	2		60	30	-101	18.1	13.1	
	A-19	5	20	1.7	○			46	1300	2		60	30	-98	17.6	11.2	
	A-20	6	15	1.6	○			46	1300	2		60	30	-100	16.8	11.4	
	A-21	7	10	1.5	○			35	1250	2		80	30	-96	20.2	9.6	
	A-22	8	10	1.5	○			35	1300	2		80	30	-92	19.8	10.8	
	A-23	9	20	1.7	○			35	1250	2		80	30	-91	16.2	12.3	
	A-24	10	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-87	17.8	11.5	
	A-25	11	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-90	18.2	10.2	
	A-26	12	20	1.7	○			35	1250	2		60	30	-89	20.1	9.8	
	A-27	13	20	1.7	○			35	1250	2		60	30	-99	21.1	11.1	
	A-28	14	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-107	19.0	10.6	
比 較 例	B-20	1	3	1.3	○			30	1250	2		30	30	-60	18.1	10.7	
	B-21	2	10	1.5	○			35	1250	2		30	30	-55	16.4	11.8	
	B-22	3	15	1.6	○			46	1250	2		30	30	-57	17.4	12.2	
	B-23	4	5	1.2	○			0	1250	2		30	30	-58	19.2	10.1	
	B-24	5	20	1.7	○			46	1300	2		50	30	-61	18.1	11.1	
	B-25	6	15	1.6	○			46	1300	3		50	30	-65	16.7	9.1	
	B-26	7	10	1.5	○			35	1250	2		50	30	-51	19.9	9.8	
	B-27	8	3	1.5	○			35	1300	2		50	30	-53	21.0	13.2	
	B-28	9	20	1.7	○			35	1250	2		50	30	-55	17.5	11.4	
	B-29	10	3	1.7	○			35	1300	2		50	30	-57	17.3	11.6	
	B-30	11	20	1.7	○			35	1300	2		50	30	-60	18.8	12.3	
	B-31	12	20	1.7	○			35	1250	2		40	30	-62	19.6	9.9	
	B-32	13	20	1.7	○			35	1250	2		40	30	-57	17.2	10.3	
	B-33	14	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-90	2.3	1.2	
	B-34	15	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-95	1.9	1.3	
	B-35	16	20	1.7	○			35	1250	3		60	30	-87	2.0	0.9	
	B-36	17	20	1.7	○			35	1250	2		60	30	-88	2.5	1.1	
	B-37	18	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-90	1.6	1.8	
	B-38	19	20	1.7	○			35	1300	2		60	30	-90	1.6	1.8	

## 特開平3-153821 (9)



(注) ○: 板状初析フェライト組織  
●: 塊状初析フェライト組織



特開平3-153821 (10)

第1頁の続き

②発明者 益永 英勝 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内